

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 402 548**

51 Int. Cl.:

C22C 38/04 (2006.01)

C21D 6/00 (2006.01)

C21D 8/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **12.11.2008 E 08857369 (6)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **23.01.2013 EP 2240618**

54 Título: **Lámina de acero con alta resistencia y excelente dureza a baja temperatura y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

04.12.2007 KR 20070124672

15.05.2008 KR 20080045190

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:

06.05.2013

73 Titular/es:

POSCO (100.0%)

1, KOEDONG-DONG NAM-GU

POHANG KYUNGSANGBOOK-DO 790-300, KR

72 Inventor/es:

AHN, SEONG SOO;

YOO, JANG YONG;

KIM, KI HO;

PARK, CHOONG JAE y

LEE, TAE WOO

74 Agente/Representante:

CARVAJAL Y URQUIJO, Isabel

ES 2 402 548 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín europeo de patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Lámina de acero con alta resistencia y excelente dureza a baja temperatura y método de fabricación de la misma

Campo Técnico

5 La presente invención se relaciona con una placa de acero capaz de ser utilizada para tuberías, estructuras de construcciones, estructuras marítimas y similares, y un método de fabricación de la misma, y más particularmente, con una placa de acero de alta resistencia capaz de ser utilizada en forma estable bajo ambiente severo debido a que la placa de acero tiene excelente dureza a baja temperatura, y un método de fabricación de la misma.

Técnica Antecedente

10 Para aumentar la eficiencia operacional de una tubería, es necesario transportar petróleo o gas en una cantidad creciente por hora. Para este propósito, es inevitable asegurar una alta resistencia del acero. También, ha sido esencial para que el acero asegure dureza a baja temperatura como excavaciones de petróleo y gas extendidas gradualmente en distritos fríos.

15 Debido a una creciente demanda en estructuras grandes tal como estructuras de edificaciones y estructuras marítimas y un aumento en la severidad de las condiciones de operación (una temperatura operacional, una estructura de conexión, etc.), también ha habido una demanda gradualmente creciente para acero que tiene alta resistencia y alta dureza.

20 Con el fin de facilitar la mejora en la resistencia del acero, se ha propuesto en la técnica anterior una tecnología para mejorar la dureza y la resistencia de una placa de acero, que comprende: agregar un elemento para mejorar el endurecimiento para formar una fase de transformación a baja temperatura durante un proceso de refrigeración. Sin embargo, la tecnología propuesta tiene un problema en que, cuando se forma una microestructura de transformación a baja temperatura tal como martensita dentro de una placa de acero, la dureza de la placa de acero se puede deteriorar severamente debido a su tensión residual interna. Es decir, debido a que la placa de acero tiene dos propiedades físicas incompatibles, a saber resistencia y dureza, se ha reconocido en la técnica que la dureza del acero se reduce con la resistencia.

25 Luego de esto, ha habido un intento continuo para proporcionar un acero de alta resistencia con alta dureza. Como resultado de este intento, se presenta un proceso de control termo mecánico (TMCP) y se ha utilizado un acero con alta resistencia con alta dureza.

30 El TMCP es el término general para procesos para controlar la relación de reducción mediante laminado y temperatura de laminado con el fin de fabricar una placa de acero con propiedades físicas deseadas. Aquí, las condiciones de TMCP pueden depender de las propiedades físicas deseadas. En este caso, el TMCP se divide de manera general en dos etapas: un proceso de rotación controlado a una alta temperatura bajo condiciones estrictas y un proceso de refrigeración acelerado en un índice de herramienta adecuado.

35 La placa de acero con TMCP puede estar compuesta de granos finos dentro de una placa de acero o tener microestructura deseada de acuerdo con condiciones de TMCP. Teóricamente, por lo tanto, es posible controlar fácilmente las propiedades físicas de la placa de acero para propiedades deseadas.

Con el fin de fabricar una placa de acero que tiene una resistencia deseada por medio del proceso de refrigeración acelerado del TMCP, es necesario formar una microestructura dura en la placa de acero, como se describió en la técnica anterior. Por lo tanto, aún es necesario agregar un elemento de aleación para mejorar el endurecimiento con el fin de formar una microestructura de transformación a baja temperatura como una microestructura dura.

40 Este elemento que mejora el endurecimiento tiene un problema asociado con un aumento en el coste de fabricación debido a que El mismo es muy elevado. Por lo tanto, ha habido intentos fervientes para mejorar la resistencia del acero en el campo de acero de alta resistencia. También, ha habido intentos continuos para asegurar la dureza del acero a baja temperatura.

45 En general, el proceso de laminado del TMCP se divide ampliamente en dos métodos de acuerdo con la temperatura de laminado final y la temperatura de enfriamiento inicial. Primero, uno es un proceso de laminado de región de fase única en la que la temperatura de laminado final y enfriamiento se llevan a cabo por encima de temperatura A_{r3} en la que la austenita se transforma en una microestructura de ferrita, y la otra es un proceso de laminado de región de fase dual en la que la temperatura de laminado final y el enfriamiento se llevan a cabo por debajo de la temperatura A_{r3} .

El proceso de laminado de región de fase única tiene ventajas en que la carga en las instalaciones de tren de laminado sea baja debido a que la temperatura de laminado del proceso de laminado de región de fase única es mayor que aquella del proceso de laminado de región de fase dual, y el coste de fabricación se puede reducir debido a que el tiempo de laminado del proceso de laminado de región de fase única es más corto que aquel del proceso de laminado de región de fase dual. Sin embargo, el proceso de laminado de región de fase única tiene una serie de problemas en los que se requiere la adición de elementos de aleación de costes elevados con excelente endurecimiento para mejorar la resistencia del acero debido a que se puede formar la microestructura de transformación durante un proceso de refrigeración, pero la adición de los elementos de aleación pueden imponer carga pesada en el coste de fabricación, y puede ocurrir transformación no uniforme en una parte interna de una placa de acero preparada durante el proceso de refrigeración, que conduce a una pobre propiedad de planeidad de la placa de acero.

Por el contrario, debido a que los elementos endurecidos agregan poca cantidad en razón a que ocurre la transformación de austenita a ferrita durante el proceso de laminado, el proceso de laminado de región de fase dual no tiene un problema asociado con el aumento en el coste mediante la adición de los elementos de aleación, pero la carga en las instalaciones del tren de laminado es alta debido a la baja temperatura de laminado, y el coste de fabricación se puede aumentar debido al largo tiempo de fabricación.

Al hacer la aplicación práctica del TMCP convencional, se han propuesto en la técnica anterior diversos métodos tal como en el documento EP 1662014 para fabricar acero estructural. Por ejemplo, existe una tecnología para fabricar acero que tiene una microestructura de bainita o martensita como una fase de transformación a baja temperatura, que incluye; laminar el acero a una temperatura justo por encima de la temperatura Ar y realizar enfriamiento acelerado del acero laminado a aproximadamente 150 a 500 ° C.

Sin embargo, esta tecnología tiene un problema en que, debido a que se puede formar ferrita poligonal en el acero laminado de acuerdo con el índice de enfriamiento inicial, no es fácil de realizar un índice de enfriamiento adecuado de acuerdo con los componentes de aleación. También, debido a que el acero se lamina a la temperatura justo por encima de temperatura Ar, se facilita la carga que se puede dar al tren de laminado, y se puede extender simultáneamente el tiempo de laminado, que lleva a altos costes de fabricación.

Como otra alternativa, existe una tecnología para asegurar suficiente dureza del acero a temperatura baja mientras se emplea TMCP convencional, por ejemplo, que incluye adicionalmente: templar una placa de acero por debajo de una temperatura de transformación Ac (una temperatura en donde la ferrita se transforma en una austenita).

Sin embargo, esta tecnología debe incluir adicionalmente la operación de calentamiento sc con el fin de templar la placa de acero después de enfriar la misma. Por lo tanto, la tecnología aún tiene un problema en que la energía para la producción de acero se puede utilizar en forma creciente, y el coste de fabricación puede ser alto debido al proceso de templado adicional.

Por lo tanto, existe una demanda continua de un método estable y de gran importancia para fabricar una placa de acero que resuelve los problemas anteriores.

Descripción de la Invención

Problema Técnico

La presente invención se diseña para resolver los problemas de la técnica anterior, y por lo tanto es un objeto de la presente invención proporcionar una placa de acero que tiene excelentes propiedades tal como resistencia y dureza a temperatura baja, que es capaz de reducir el coste de fabricación al acortar el tiempo de laminado sin la adición de elementos de aleación de costes elevados.

También, es otro objeto de la presente invención proporcionar un método para fabricar una placa de acero de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención.

Solución Técnica

De acuerdo con un aspecto de la invención se proporciona una placa de acero de alta resistencia, que comprende: carbono (C): 0.03 a 0.10 % en peso, silicio (Si): 0.1 a 0.4 % en peso, manganeso (Mn): 1.8 % en peso o menos, níquel (Ni): 1.0 % en peso o menos, titanio (Ti): 0.005 a 0.03 % en peso, niobio (Nb): 0.02 a 0.10 % en peso, aluminio (Al): 0.01 a 0.05 % en peso, calcio (Ca): 0.006 % en peso o menos, nitrógeno (N): 0.001 a 0.006 % en peso, fósforo (P): 0.02 % en peso o menos, azufre (S): 0.005 % en peso o menos, y el balance de hierro (Fe) y otras impurezas inevitables, en donde la microestructura de la placa de acero comprende ferrita y bainita acicular como una microestructura principal y una austenita/martensita (M&A) como una segunda fase;

en donde, la M&A tiene una fracción de área de 10 % o menos (excluyendo 0%), y

en donde la ferrita acicular tiene un tamaño de grano de 10 μm o menos, excluyendo 0 μm , y la bainita tiene un tamaño de paquete de 5 μm o menos, excluyendo 0 μm .

5 También, el constituyente de austenita/martensita (M&A) puede tener una fracción de área de 10 % o menos (excluyendo 0 %). Aquí, una resistencia de la placa de acero de alta resistencia puede estar en un rango de 500 a 650 MPa, y una energía de impacto absorbida Charpy puede ser 300 J o más a -40°C .

10 De acuerdo con un aspecto de la presente invención, se proporciona un método para fabricar una placa de acero de alta dureza y alta resistencia. Aquí, el método incluye: calentar una plancha de acero a 1050 a 1180°C , en donde la plancha de acero comprende: carbono (C): 0.03 a 0.10 % en peso, silicio (Si): 0.1 a 0.4 % en peso, manganeso (Mn): 1.8 % en peso o menos, níquel (Ni): 1.0 % en peso o menos, titanio (Ti): 0.005 a 0.03 % en peso, niobio (Nb): 0.02 a 0.10 % en peso, aluminio (Al): 0.01 a 0.05 % en peso, calcio (Ca): 0.006 % en peso o menos, nitrógeno (N): 0.001 a 0.006 % en peso, fósforo (P): 0.02 % en peso o menos, azufre (S): 0.005 % en peso o menos, y el balance de hierro (Fe) y otras impurezas inevitables; una primera placa de acero caliente laminada en caliente dentro de un primer rango de temperatura en el que la austenita se recrystaliza en uno o más pases (Primera etapa de laminado);
15 un segundo laminado en caliente de la primera placa de acero laminada en caliente en uno o más pasos para preparar una placa de acero laminada acabada dentro de un segundo rango de temperatura, algo menor que el primer rango de temperatura, en el que la austenita no se recrystaliza y por encima de Ar_3 (Segunda etapa de laminado); enfriar la placa de acero laminada acabada a 300 a 600°C (Operación de enfriamiento acelerada); y enfriar al aire, o mantener la placa de acero laminada en caliente enfriada a temperatura ambiente.

20 En este caso, un índice de reducción en la primera etapa de laminado puede estar en un rango de 20 a 80 %, y una relación de reducción en la segunda etapa de laminado puede estar en un rango de 60 a 80 %. También, el proceso de refrigeración acelerado incluye dos etapas: la primera etapa es enfriar la placa de acero laminada acabada entre una temperatura de inicio de transformación de bainita (Bs) y una temperatura Ar_3 en un índice de enfriamiento de 30 a 60°C/seg (Primera etapa de enfriamiento); enfriar la primera placa de acero laminada en caliente enfriada a 300 a 600°C en un índice de enfriamiento de 10 a 30°C/seg (Segunda etapa de moldeo).
25

Efectos Ventajosos

30 Como se describió anteriormente, la placa de acero de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención y el método para fabricar una placa de acero puede ser útil para fabricar efectivamente un acero estructural capaz de asegurar propiedades excelentes tal como alta resistencia y alta dureza debido a que la ferrita y bainita acicular se forma efectivamente en la placa de acero sin la adición de elementos de aleación de costes elevados tal como Mo.

Breve Descripción de los Dibujos

35 La FIGURA 1 es una vista esquemática que ilustra los procesos de refrigeración en un método de fabricación convencional de una placa de acero y un método de fabricación de una placa de acero de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención: el símbolo, A, representa el método de enfriamiento convencional, y el símbolo, B, representa el método de enfriamiento de la presente invención.

La FIGURA 2 es una fotografía del acero de la invención A1, que tiene ferrita y bainita acicular como una microestructura principal, tomada con un microscopio óptico.

40 La FIGURA 3 es una fotografía de la ferrita acicular como la microestructura principal del acero de la invención As, tomada con un microscopio de exploración de electrones.

La FIGURA 4 es una fotografía de la bainita como la microestructura principal del acero de la invención A1, tomada con un microscopio de exploración de electrones.

Mejor Modo Para Llevar a Cabo la Invención

Aquí adelante, ahora se describen en más detalle las realizaciones de ejemplo de la presente invención.

45 Con el fin de resolver los problemas de la técnica anterior, los actuales inventores han encontrado que se puede formar una microestructura en una placa de acero que tiene excelente resistencia y dureza que emplea un método de laminación de región de fase única para acortar el tiempo de fabricación y resistencia mejorada de la placa de acero, en donde el método se utiliza para aumentar un índice de enfriamiento inicial. Por lo tanto, de completa la presente invención, con base en los hechos anteriores.

Aquí adelante, las condiciones, tal como una composición de la placa de acero, una sub-estructura y un método de fabricación, de la presente invención para lograr los objetivos mencionados anteriormente de la presente invención se describen secuencialmente en más detalle.

(Composición)

- 5 De acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención, la composición de la placa de acero se define en tal grado que la placa de acero puede tener suficiente resistencia y dureza de las soldaduras.

Carbono (C): 0.03 a 0.10 % en peso

- 10 Carbono (C) es el elemento que es más efectivo en metal resistente y base de las soldaduras a través de una resistencia de solución, y también proporciona resistencia de precipitación, principalmente a través de la formación de carburos de hierro pequeños (cementita), carbonitruros de niobio [Nb(C,N)], carbonitruros de vanadio [V(C,N)], y partículas o precipitado de Mo C (una forma de carburo de molibdeno). Adicionalmente, los carbonitruros Nb puede funcionar para mejorar la resistencia y dureza a baja temperatura de una placa de acero por medio de refinamiento de granos de austenita al retardar la recristalización de austenita e inhibir el crecimiento del grano durante un proceso de laminado en caliente.

- 15 El carbono también aumenta el endurecimiento, es decir, la capacidad de formar microestructuras más duras y más reforzadas en acero durante enfriamiento. Cuando el contenido de C es menor de 0.03 % en peso, estos efectos no se obtienen, mientras que cuando el contenido de C excede 0.1 % en peso, el acero es de manera general susceptible a crujir en frío después de soldar el campo y con disminución de dureza en la placa de acero y en su HAZ soldado.

- 20 Silicio (Si): 0.1 a 0.4 % en peso

- 25 Silicio (Si) funciona para ayudar a desoxidar Al un acero fundido y sirve como un elemento de resistencia de solución. Por lo tanto, Si se agrega a un contenido de 0.1 % en peso o más. Por el contrario, cuando se agrega Si a un contenido mayor de 0.4 % en peso, se pueden formar escamas rojas mediante Si durante el proceso de laminado, y por lo tanto puede ser pobre una forma de superficie de la placa de acero y el campo de capacidad de soldadura de la placa de acero y se puede deteriorar la dureza de su zona afectada con calor de soldadura. Sin embargo, no se necesita agregar Si para desoxidar el acero fundido debido a que Al o Ti también tiene una función de desoxidación.

Manganeso (Mn): 1.8 % en peso o menos

- 30 Manganeso (Mn) es un elemento que es efectivo en acero de resistencia de solución. Por lo tanto, se agrega Mn para mejorar la resistencia del acero debido a que tiene un efecto para mejorar el endurecimiento del acero. Sin embargo, cuando se agrega Mn a un contenido mayor de 1.8 % en peso, se puede facilitar la segregación del centro durante una operación de moldeo de la plancha del proceso de elaboración de acero, y la dureza del acero también se puede deteriorar. Adicionalmente, la adición excesiva del Mn permite que el endurecimiento del acero se mejore excesivamente, lo que conduce a pobre campo de capacidad de soldadura, y así la dureza deteriorada de la zona afectada con calor de soldadura.

Níquel (Ni): 1.0 % en peso o menos

- 40 Níquel (Ni) es un elemento que funciona para mejorar las propiedades físicas del acero bajo en carbono sin afectar adversamente la capacidad de soldadura in situ y dureza a temperatura baja del acero bajo en carbono. En particular, Ni se utiliza para formar una cantidad pequeña de una fase dura tal como constituyente de martensita-austenita, que se ha sabido degrada la dureza a baja temperatura del acero bajo en carbono, y también mejora la dureza en la zona afectada con calor de soldadura, comparado con los componentes Mn y Mo.

- 45 También, Ni funciona para suprimir la ocurrencia de agrietamientos de la superficie generadas en acero agregado Cu durante procesos de moldeo continuos y de laminado en caliente. Sin embargo, Ni es muy costoso, y la adición excesiva del Ni puede deteriorar la dureza de la zona afectada con calor de soldadura. Por lo tanto, el límite superior de la adición de Ni se establece a aproximadamente 1.0 % en peso.

Titanio (Ti): 0.005 a 0.03 % en peso

El titanio (Ti) contribuye al refinamiento del grano al formar partículas de nitruros Ti finas (TiN) para suprimir la distribución de granos gruesos de austenita durante recalentamiento de la placa. Adicionalmente, el TiN funciona para mejorar la dureza del acero al retirar N del acero fundido, así como también para evitar la distribución de granos

ES 2 402 548 T3

gruesos de austenita en una zona afectada con calor de soldadura. Con el fin de retirar suficientemente N, se agrega Ti a un contenido 3.4 veces mayor que el de N agregado.

5 También, Ti es un elemento que es útil para mejorar la resistencia de un metal base y una zona afectada con calor de soldadura y refinar granos del metal base y una zona afectada con calor de soldadura. Por lo tanto, Ti tiene un efecto para suprimir el crecimiento de los granos en un proceso de calentamiento antes del proceso de laminado debido a que está presente en la forma de TiN en acero. También, Ti que permanece después de la reacción con nitrógeno se funde en el acero, y se une al carbono para formar precipitación TiC. En este caso la precipitación resultante TiC es así fina para mejorar altamente la resistencia del acero.

10 En particular, cuando el contenido del Al agregado es muy bajo, Ti se forma en óxido Ti, que sirve como un sitio de nucleación de ferrita intragranular acicular en la zona afectada con calor de soldadura. Con el fin de suprimir el crecimiento de granos de austenita mediante precipitación TiN y formar la precipitación TiC para mejorar la resistencia del acero, Ti se debe agregar a un contenido de por lo menos 0.005 % en peso.

15 Mientras tanto, cuando el contenido de Al agregado excede 0.03 % en peso, se forman nitruros Ti con microestructura gruesa y se curan excesivamente por los carburos Ti, que afectan adversamente la dureza del acero a baja temperatura. También, cuando una placa de acero se suelda para producir una tubería de acero, la placa de acero se calienta repentinamente en su punto de fusión para disolver el TiN dentro de una solución sólida, que conduce a dureza deteriorada en la zona afectada con calor de soldadura. Por lo tanto, el límite de contenido superior del Ti agregado se establece a 0.03 % en peso.

Niobio (Nb): 0.02 a 0.10 % en peso

20 Niobio (Nb) funciona para mejorar resistencia y dureza del acero al mismo tiempo al refinar los granos de austenita. Los carbonitruros Nb generados durante un proceso de laminado en caliente refinan los granos de austenita al retardar la recristalización de austenita e inhibir el crecimiento del grano. En particular, se sabe que, cuando se agrega Nb junto con Mo, Nb funciona para retardar la recristalización de austenita y mejorar la refinación de los granos de austenita, y también tiene un efecto de resistencia de solución mediante resistencia de precipitación y mejora en el endurecimiento.

Con el fin de lograr estos efectos, Nb está presente a un contenido de 0.02 % en peso o más de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención. En particular, Nb puede surgir de la temperatura de no recristalización de austenita (T_{nr}) para aumentar la temperatura de laminado. Por lo tanto, Nb está presente más preferiblemente a un contenido de 0.035 % en peso o más con el fin de reducir el coste de fabricación.

30 Sin embargo, cuando se agrega Nb a un contenido mayor de 0.10 % en peso, es difícil esperar mejora adicional en la resistencia y dureza del acero, y, debido a que la temperatura de no recristalización de austenita se aumenta extremadamente debido a la precipitación excesiva de los carbonitruros Nb, la anisotropía del material y el coste de fabricación puede ser alto, y la capacidad de soldadura y dureza en una zona afectada con soldadura por calor se puede afectar adversamente.

35 Aluminio (Al): 0.01 a 0.05 % en peso

Aluminio (Al) se agrega de manera general para el propósito de desoxidación del acero. También, la dureza en la zona afectada con calor de soldadura se puede mejorar al refinar una microestructura y retirar N de una región de grano grueso de la zona afectada con calor de soldadura. Por lo tanto, Al se agrega a un contenido de 0.01 % en peso.

40 Sin embargo, cuando se agrega Al a un contenido mayor de 0.05 % en peso, se pueden formar óxidos Al (Al_2O_3) para degradar la dureza del metal base y la zona afectada con calor de soldadura. También, se puede llevar a cabo desoxidación mediante la adición de Ti y Si. Por lo tanto, el Al no se debe agregar esencialmente.

Calcio (Ca): 0.006 % en peso o menos

45 Calcio (Ca) se utiliza ampliamente para controlar la forma de inclusión de MnS y mejorar la dureza del acero a baja temperatura. Sin embargo, cuando Ca se agrega en un contenido excesivo, se forma una gran cantidad de CaO-CaS y se une entre sí, formando por lo tanto una inclusión gruesa. Con el fin de evitar que el acero se degrade y también mejore el campo de capacidad de soldadura del acero, el límite de contenido superior de Ca se define a 0.006 % en peso.

Nitrógeno (N): 0.001 a 0.006 % en peso

Nitrógeno (N) funciona para suprimir el crecimiento de granos de austenita durante calentamiento de una placa, y el precipitado TiN funciona para suprimir el crecimiento de granos de austenita en la zona afectada con calor de soldadura. Sin embargo, la adición excesiva del N facilita los defectos en una superficie de placa, y la presencia del nitrógeno disuelto resulta en dureza deteriorada del metal base y la zona afectada con calor de soldadura.

5 Fósforo (P): 0.02 % en peso o menos

Fósforo (P) se une a Mn para formar una inclusión no metálica. Aquí, debido a que la inclusión no metálica resultante provoca la fragilidad del acero, es necesario reducir activamente el contenido de P. Sin embargo, cuando el contenido de P se reduce a un valor límite, las cargas en el proceso de elaboración de acero se pueden aumentar profundamente, mientras que cuando el contenido de P es menor de 0.02 % en peso, la fragilidad del acero no se provoca seriamente. Por lo tanto, el límite de contenido superior de Ti se fija a 0.02 % en peso.

Azufre (S): 0.005 % en peso o menos

Azufre (S) es un elemento que se une a Mn para formar una inclusión no metálica. Aquí, la inclusión no metálica resultante provoca la fragilidad del acero y la fragilidad roja. Como el componente P, el límite de contenido superior de S se define a 0.005 % en peso en consideración de las cargas en el proceso de fabricación de acero.

15 Los otros componentes

La presente invención se diseña para superar el problema asociado con el endurecimiento del acero al utilizar un índice de enfriamiento en lugar de agregar un elemento de aleación que tiene un efecto para mejorar una capacidad de enfriamiento. Por lo tanto, la presente invención se basa en el hecho de que el elemento representativo mejora el endurecimiento del acero, por ejemplo, tal como Mo, Cr y V, no se agregan. Sin embargo, cuando las limitaciones en la instalación de productos de acero hace difícil lograr el índice de enfriamiento propuesto en una realización de ejemplo de la presente invención, se puede agregar una traza del elemento que mejora el endurecimiento.

(Microestructura)

Los tipos y formas de una microestructura se deben definir adicionalmente bajo una condición preferida en donde la placa de acero tiene los componentes mencionados anteriormente y sus contenidos se fabrican en una placa de acero de alta resistencia, alta dureza que tiene una excelente capacidad de planicidad de placa.

Es decir, una sub-estructura de la placa de acero propuesta en la presente invención tiene una microestructura principal compuesta de microestructuras de ferrita y bainita acicular, y también tiene una segunda microestructura de fase tal como una microestructura de austenita/martensita (M&A).

Aquí, un tamaño de grano de ferrita acicular y un tamaño de paquete de bainita son factores principales que tienen un efecto dramático en el impacto de dureza del acero. Por lo tanto, entre más pequeños son los factores principales, mejor es el impacto de dureza del acero. De acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención, el tamaño de grano de la ferrita acicular se define hasta 10 μm (micrómetros), y el tamaño de paquete de bainita se define hasta 5 μm (micrómetros).

Cuando la austenita/martensita (M&A) como la segunda estructura de fase, excepto para la estructura principal, se distribuye excesivamente sobre la microestructura de la placa de acero, la austenita/martensita (M&A) puede ser principalmente responsable de degradar la dureza del acero. Por lo tanto, el contenido de austenita/martensita (M&A) se define como 10 % o menos, con base en la fracción de área de la microestructura de la placa de acero.

La placa de acero de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención tiene este sistema de componente y la microestructura puede tener una resistencia de 500 a 650 MPa y muestra su energía absorbida de impacto Charpy a -40° C de 300 J o más.

(Método de fabricación)

De manera general, el método para fabricar una placa de acero de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención incluye: calentar una placa, laminar en caliente la placa caliente dentro de un primer rango de temperatura en el que la austenita se recrystaliza por lo menos una o dos veces, laminar la placa de laminado caliente acabada por lo menos una o dos veces a una temperatura por debajo de la temperatura de recrystalización de austenita, enfriar la placa de acero laminada acabada en dos etapas de enfriamiento, y finalizar el enfriamiento. Y, la placa de acero se enfría con aire, o se mantiene a temperatura ambiente después de enfriar la placa de acero después de la temperatura final de enfriamiento.

Aquí adelante, las operaciones respectivas del método de fabricación de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención ahora se describen en más detalle.

Temperatura de calentamiento de placa: 1050 a 1180° C

5 El proceso de calentamiento de placa es para calentar el acero con el fin de facilitar un proceso de laminado posterior y tener suficientemente propiedades físicas deseadas de una placa de acero. Por lo tanto, el proceso de calentamiento se debe llevar a cabo dentro de un rango de temperatura adecuado, dependiendo de los propósitos.

10 El asunto más importante en el proceso de calentamiento es evitar la distribución excesivamente gruesa de los granos provocada por una temperatura de calentamiento muy alta hasta el máximo, así como también se puede disolver suficientemente una placa uniformemente con el fin de precipitar los elementos en la placa de acero dentro de una solución sólida.

15 Cuando la temperatura de calentamiento de la placa está por debajo de 1050° C, Nb no se disuelve en una solución sólida del acero, que hace difícil obtener una placa de acero con alta resistencia. También, los granos se recristalizan parcialmente para formar granos de austenita uniformes, lo que hace difícil obtener una placa de acero con alta dureza. Por el contrario, cuando la temperatura de calentamiento de la placa excede 1180° C, los granos de austenita se distribuyen excesivamente gruesos, lo que conduce a un aumento en el tamaño del grano de la placa de acero y la dureza altamente deteriorada de la placa de acero.

Control de condición de laminación

20 Pueden estar presentes granos de austenita en dicho tamaño de grano fino que la placa de acero puede mostrar su dureza a temperatura baja. Esto puede ser posible llevado a cabo al controlar una temperatura de laminado y una índice de reducción. Esto se caracteriza porque la operación de laminado de acuerdo con una realización de ejemplo de la presente invención se lleva a cabo en dos regiones de temperatura. También, debido a que los comportamientos de recristalización en cada región de temperatura son diferentes uno del otro, la operación de laminado se establece para separar las condiciones de acuerdo con las condiciones de temperatura.

25 (1) Primera etapa de laminado: 20 a 80 % de reducción de laminado dentro de la región de temperatura de recristalización de austenita.

30 Se lamina una placa por lo menos una o dos veces o más dentro de una región de temperatura de recristalización de austenita hasta que se alcance una placa de 20 a 80 % de su espesor inicial. Los granos de austenita se pueden reducir en tamaño mediante el laminado dentro de la región de temperatura de recristalización de austenita. En el caso de estas múltiples operaciones de laminado, la relación de reducción y tiempo se debe controlar cuidadosamente para evitar el crecimiento de los granos de austenita después de la recristalización de austenita. Los granos de austenita finos formados en el proceso mencionado anteriormente funcionan para mejorar la dureza de la placa de acero final.

(2) Segunda etapa de laminado: 60 a 80 % de reducción de laminación entre temperatura T_{nr} y temperatura Ar_3 .

35 Después de la primera etapa de laminado, la placa se lamina por lo menos dos veces entre una región de temperatura de recristalización de austenita (T_{nr}). En este caso, la placa laminada entre la región de temperatura de recristalización de austenita se lamina hasta un espesor de la placa laminada alcanza 60 a 80 % de su espesor inicial. Luego, el laminado de la placa se finaliza a una temperatura mayor que la temperatura Ar_3 (una temperatura en donde se transforma austenita en una microestructura de ferrita).

40 Cuando la placa se lamina entre las temperaturas T_{nr} y Ar_3 , los granos se triturar, y un potencial de los granos se aumenta mediante su reformación interna. Luego, cuando se enfría la placa, los granos se transforman fácilmente dentro de una ferrita y bainita acicular. Cuando la temperatura final de laminado aumenta, el tiempo de fabricación de una placa de acero se hace más corto, reduciendo por lo tanto el coste de fabricación. Esto es posible cuando el índice de enfriamiento inicial es alto durante la operación de enfriamiento acelerada. Adicionalmente, se describe una primera condición de enfriamiento en más detalle, como sigue.

45 Primera tasa de enfriamiento: 30° C/seg o más

Una tasa de enfriamiento es uno de los factores importantes para mejorar la dureza y resistencia de una placa de acero. Esto es porque un aumento en el índice de enfriamiento facilita la refinación de los granos en la subestructura de la placa de acero para mejorar la dureza del acero y el desarrollo de una microestructura dura interna para mejorar la resistencia del acero.

Sin embargo, cuando el enfriamiento acelerado de una región de austenita se lleva a cabo como la presente invención, se puede formar ferrita poligonal durante un proceso de refrigeración. Por lo tanto, la presente invención se caracteriza porque el índice de enfriamiento se acelera al inicio del proceso de refrigeración con el fin de suprimir la formación de la ferrita poligonal.

5 Cuando el índice de enfriamiento inicial es menor de 30° C/seg, se puede formar la ferrita poligonal, lo que hace imposible asegurar la resistencia y dureza a temperatura baja del acero. Sin embargo, cuando el primer índice de enfriamiento se acelera al grado que el primer índice de enfriamiento no cumple un periodo para formar la ferrita poligonal aunque la temperatura de inicio de enfriamiento es alta, es posible formar una microestructura dúplex de ferrita y bainita acicular, que es una microestructura requerida en la presente invención.

10 Es decir, cuando el índice de enfriamiento se puede controlar a un alto nivel, preferiblemente un nivel de 60° C/seg, es posible aumentar la temperatura de inicio de enfriamiento, lo que indica que una plancha de acero se puede laminar a alta temperatura. Por lo tanto, las cargas en las instalaciones del tren de laminado son bajas y el tiempo de laminado se puede ahorrar debido a la baja temperatura de laminado, que conduce a costes de fabricación bajos.

15 El índice enfriamiento mayor hace posible que la plancha de acero muestre sus efectos más excelentes. Como se muestra en la FIGURA 1, sin embargo, se revela que la formación de la ferrita poligonal se suprime en el método de enfriamiento (B) de la presente invención, comparado con el método de enfriamiento convencional (A).

Primera temperatura de detención de herramienta: Bs a Ar₃

20 La primera etapa de enfriamiento se finaliza por debajo de la temperatura Ar₃ en donde la austenita se transforma dentro de la microestructura de ferrita, y por encima de la temperatura de inicio de transformación de bainita, Bs. Más preferiblemente, la primera etapa de enfriamiento se detiene dentro de un rango de Bs+10° C con el fin de obtener establemente ferrita y bainita acicular.

Segundo índice de enfriamiento: 10 a 30° C/seg

25 Después de la primera etapa de enfriamiento, se lleva a cabo una segunda etapa de enfriamiento en un índice de enfriamiento de 10 a 30° C/seg con el fin de formar la ferrita y bainita acicular. Cuando se enfría una placa de acero a un índice de menos de 10° C/seg, la austenita residual y M&A se puede aumentar excesivamente en la cantidad, que degrada la resistencia y dureza de la placa de acero. Por lo tanto, el límite inferior del segundo índice de enfriamiento se fija a 10° C/seg. Sin embargo, cuando la placa de acero se enfría a un índice de más de 30° C/seg, la placa de acero se puede retorcer debido a la excesiva cantidad de agua de enfriamiento, que conduce a los defectos en el control de la forma de la placa de acero.

30 Segunda temperatura de detención de enfriamiento: 300 a 600° C

35 Para controlar una sub-estructura de la placa de acero, es necesario enfriar la placa de acero a una temperatura en donde los efectos del índice de enfriamiento se expresan suficientemente. Cuando la temperatura de detención de enfriamiento en donde el enfriamiento de la placa de acero se detiene excede 600° C, es difícil formar suficientemente granos finos y fase de bainita dentro de la placa de acero. Por lo tanto, el límite superior de la temperatura de detención de enfriamiento se debe fijar a 600° C.

Mientras tanto, cuando la temperatura de detención de enfriamiento está por debajo de 300° C, los efectos del índice de enfriamiento se pueden saturar, y la plancha de acero también se puede retorcer debido al enfriamiento excesivo. Adicionalmente, la dureza de impacto de la placa de acero se puede deteriorar debido al aumento excesivo en la resistencia.

40 Aquí adelante, ahora se describe en detalle las siguientes realizaciones de ejemplo de la presente invención.

(Ejemplos)

Se prepara una plancha delgada de 300mm de espesor, con base en los componentes y sus contenidos como se enumera en la siguiente Tabla 1. Luego, la placa se calienta, se lamina y se enfría de acuerdo con las condiciones de fabricación como se enumera en la siguiente Tabla 2 para preparar una plancha de acero de 30mm de espesor.

45 Tabla 1

ES 2 402 548 T3

[Tabla]

Tipos		C	Si	Mn	Ni	Ti	Nb	Al	Ca*	N*	P*	S*	T _{nr}	Ar ₃
Aceros de la invención	A	0.061	0.30	1.54	0.02	0.022	0.049	0.040	10	36	80	10	1015	774
	B	0.048	0.25	1.65	0.05	0.015	0.043	0.022	11	42	71	13	984	768
	C	0.052	0.27	1.38	0.07	0.024	0.036	0.021	12	34	60	9	954	787
	D	0.037	0.32	1.72	0.04	0.017	0.029	0.024	14	46	76	15	891	766
Aceros Comp.	E	0.025	0.18	1.52	0.41	0.026	0.032	0.030	12	38	65	12	959	766
	F	0.122	0.26	1.72	0.32	0.018	0.045	0.041	18	42	76	15	1035	725
	G	0.063	0.37	2.13	0.04	0.025	0.036	0.023	12	36	62	13	925	726
	H	0.062	0.25	1.64	0.22	0.021	0.120	0.032	15	45	62	15	1407	755
	I	0.053	0.21	1.58	0.31	0.024	0.015	0.028	13	39	62	14	885	758

(en donde, una unidad de temperatura de T y Ar es ° C (Celsius), una unidad de contenido de elementos nr 3 marcado con un asterisco (*) es ppm (partes por millón), y una unidad de contenido de los otros elementos es % en peso)

5

Como se enumera en la Tabla 1, se revela que los aceros de la invención A a D satisfacen todos los requerimientos de la presente invención, pero los aceros Comparativos E a H no satisfacen los requerimientos de la presente invención. Es decir, el acero Comparativo E tiene un muy bajo contenido C, y el acero Comparativo F tiene un contenido C excesivamente alto. También, el acero Comparativo G tiene un contenido Mn excesivamente alto, el acero Comparativo H tiene un contenido Nb excesivamente alto, y el acero Comparativo I tiene un contenido Nb muy bajo.

10

Tabla 2

[Tabla 2]

Tipos		Temp. de Calentamiento de la placa (°C)	Relación de reducción de no recristalización (%)	Temp. de detención de laminado (°C)	Primer índice de enfriamiento (°C/seg)	Segundo índice de enfriamiento (°C/seg)	Temp. de detención de enfriamiento (°C)	
Aceros de la invención	A	1	1136	76	933	64.3	10.9	472
	B	1	1124	74	918	62.6	11.8	521
	C	1	1152	68	879	45.5	15.4	557
	D	1	1172	74	812	57.1	22.3	426

(continuación)

Tipos			Temp. de Calentamiento de la placa (°C)	Relación de reducción de no recristalización (%)	Temp. de detención de laminado (°C)	Primer índice de enfriamiento (°C/seg)	Segundo índice de enfriamiento (°C/seg)	Temp. de detención de enfriamiento (°C)
Aceros comp.	A	2	1187	74	922	52.7	10.9	523
	A	3	1013	76	915	46.8	12.4	483
	A	4	1123	75	935	21.4	15.4	472
	A	5	1118	74	920	38.5	7.8	485
	A	6	1113	78	921	42.1	18.5	628
	A	7	1134	77	931	38.5	22.2	284
	E	1	1127	75	820	58	18.4	533
	F	1	1150	76	930	58	217	482
	G	1	1132	78	790	62	18.4	513
	H	1	1152	69	980	58	16.8	522
	I	1	1136	66	810	35	17.6	489

5 Como se enumera en la Tabla 2, se revela que los aceros de la invención A1 a D1 satisfacen todos los requerimientos de la composición de aleación y condiciones de fabricación de la presente invención, pero los aceros Comparativos A2 a A7 tienen la misma composición de aleación como el acero de la invención A de la Tabla 1 satisfaciendo la composición de aleación de la presente invención pero no satisfacen las condiciones de fabricación de la presente invención, y los aceros Comparativos E1 a I1 se preparan al aplicar las condiciones de fabricación de la presente invención a la plancha de acero que tiene la composición de aleación de los aceros Comparativos E a I enumerados en la Tabla 1.

10 Como se enumera en la Tabla 2, se revela que los aceros de la invención A1 a D1 satisfacen todos los requerimientos de la presente invención. También, se revela que el acero Comparativo A2 tiene una temperatura de calentamiento de laminado excesivamente alto, el acero Comparativo A3 tiene una temperatura de calentamiento de laminado excesivamente baja, el acero Comparativo A4 tiene un primer índice de enfriamiento muy bajo, el acero Comparativo A5 tiene un segundo índice de enfriamiento muy bajo, el acero Comparativo A6 tiene una temperatura de detención de enfriamiento muy alta, y el acero Comparativo A7 tiene una temperatura de detención de enfriamiento muy baja.

20 Algunas partes de las placas de acero preparadas de la plancha de acero tienen las composiciones como se enumera en la Tabla 1 de acuerdo con las condiciones de fabricación como se enumera en la Tabla 2 se toman y se miden por fracciones de ferrita y bainita acicular, un tamaño de grano de ferrita acicular y un tamaño de paquete de bainita. También, se miden para resistencia a la tracción, y propiedades de tracción y energía de impacto absorbida a través de una prueba de impacto Charpy a -40° C. Los resultados de la medición se enumeran en la siguiente Tabla 3. En la Tabla 3, las propiedades de tracción y la energía de impacto absorbida se refieren a los resultados de la prueba en una dirección (una dirección circunferencial de una tubería) vertical a la dirección de laminado.

25 También, se observa una microestructura del acero de la invención A1, y los resultados se muestran en las FIGURAS 2 a 4.

Tabla 3

[Tabla 3]

Tipo			AF+B (%)	Tamaño AF (µm)	Tamaño B (µm)	Resistencia de producto (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	vE (J)- _{40 C}
Aceros de la invención	A	1	95	6	3	525	624	371
	B	1	92	8	4	510	600	462
	C	1	93	7	4	523	617	406
	D	1	94	6	3	505	596	484
Aceros Comp.	A	2	92	8	16	520	621	186
	A	3	93	6	4	452	562	486
	A	4	82	8	3	462	545	330
	A	5	87	15	4	454	608	268
	A	6	64	7	4	432	526	368
	A	7	67	8	3	513	624	146
	E	1	76	12	8	421	520	488
	F	1	94	9	4	580	674	156
	G	1	93	7	15	514	615	124
	H	1	92	8	18	525	620	109
	I	1	94	7	25	486	575	78

AF: Ferrita Acicular, B: Bainita

5 Como se enumera en la Tabla 3, se revela que todos los aceros de la invención tienen las condiciones de composición y fabricación como se define en la presente invención que muestra resistencia a la tracción deseada, y su energía de impacto absorbida a -40° C también son altas con 300 J o más.

10 También, la FIGURA 2 es una fotografía que ilustra ferrita y bainita acicular del acero de la invención A1, tomada con un microscopio óptico, la FIGURA 3 es una fotografía que ilustra la ferrita acicular del acero de la invención A1, tomada con un microscopio de exploración de electrones, y la FIGURA 4 es una fotografía que ilustra la bainita del acero de la invención A1, tomada con un microscopio de exploración de electrones.

Como se muestra en las FIGURAS 2 a 4, se revela que el acero de la invención A1 preparada en la presente invención tiene ferrita fina y bainita acicular como la microestructura principal.

15 Por el contrario, se revela que los aceros Comparativos A2 a A7, que satisfacen el requerimiento de los sistemas de componente de la presente invención pero que tienen diferentes condiciones de fabricación, no tienen propiedades físicas que satisfacen el requerimiento de la presente invención.

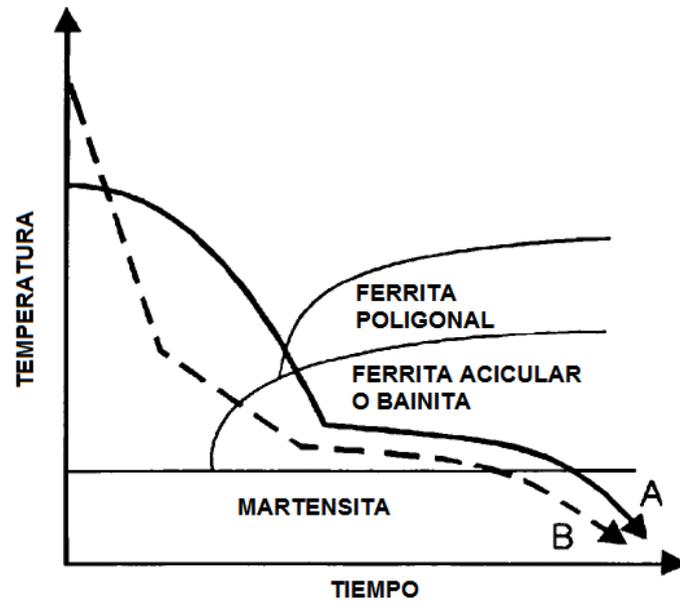
Es decir:

- 5 ① La temperatura de calentamiento de placa es excesivamente alta en el caso del acero Comparativo A2. En este caso, se puede distribuir gruesamente un tamaño de grano de austenita cuando la plancha de acero se extrae de un horno de calentamiento. Por lo tanto, la refinación de los granos de austenita no se logra incluso después del proceso de laminado dentro de la temperatura de recristalización de austenita, que conduce al tamaño de paquete aumentado de la bainita, sin embargo para la energía de impacto absorbida deteriorada de la placa de acero.
- ② La temperatura de calentamiento de placa es excesivamente baja en el caso del acero Comparativo A3. En este caso, el efecto de resistencia de solución se expresa ligeramente debido a la presencia del elemento de aleación, que conduce a la resistencia deteriorada de la placa de acero.
- 10 ③ El acero Comparativo A4 muestra su baja resistencia a la tracción debido a que la ferrita poligonal se forma en razón al primer índice de enfriamiento muy bajo.
- ④ El acero Comparativo A5 tiene una resistencia baja de rendimiento y energía de impacto absorbida debido a que la ferrita y bainita acicular no se forman suficientemente debido al segundo índice de enfriamiento muy bajo, y el tamaño de grano de la ferrita acicular y el tamaño de paquete de la bainita se distribuyen gruesamente.
- 15 ⑤ El acero Comparativo A6 tiene una resistencia baja a la tracción debido a que la ferrita y bainita acicular no se forman suficientemente debido a la muy alta temperatura de detención de enfriado.
- ⑥ El acero Comparativo A7 tiene una alta resistencia a la tracción, pero muestra su baja energía de impacto absorbida debido a que la martensita y similares se forman en razón a la temperatura de detención de enfriamiento muy baja.
- 20 Mientras tanto, se muestra que el acero Comparativo E tiene excelente dureza pero muestra su resistencia a la tracción seriamente deteriorada debido a que el contenido C del acero Comparativo E es muy bajo. Los aceros Comparativos F, G y H tiene una resistencia a la tracción satisfactoria pero una energía de impacto absorbida insuficiente debido a que el contenido de C, Mn y Nb son excesivamente altos en los aceros Comparativos, respectivamente.
- 25 En particular, el acero Comparativo H tiene un contenido de Nb excesivamente alto que no muestra su efecto suficiente en la refinación del grano provocado por la recristalización de austenita debido a que la temperatura de recristalización de austenita se aumenta hasta 1407° C. También, el acero Comparativo I muestra su baja energía de impacto absorbida debido a que el efecto de refinamiento de los granos de austenita no se logra suficientemente debido al muy bajo contenido de Nb en el acero Comparativo I.
- 30 De acuerdo con lo anterior, a partir de los resultados de los Ejemplos mencionados anteriormente, se revela que los aceros satisfacen el requerimiento de la composición y las condiciones de fabricación de la presente invención que tienen ferrita y bainita acicular como la microestructura principal, muestran sus excelentes propiedades físicas, y también son excelentes en términos del coste y eficiencia de producción.

REIVINDICACIONES

- 5 1. Una placa de acero de alta resistencia, que comprende: carbono (C): 0.03 a 0.10 % en peso, silicio (Si): 0.1 a 0.4 % en peso, manganeso (Mn): 1.8 % en peso o menos, níquel (Ni): 1.0 % en peso o menos, titanio (Ti): 0.005 a 0.03 % en peso, niobio (Nb): 0.02 a 0.10 % en peso, aluminio (Al): 0.01 a 0.05 % en peso, calcio (Ca): 0.006 % en peso o menos, nitrógeno (N): 0.001 a 0.006 % en peso, fósforo (P): 0.02 % en peso o menos, azufre (S): 0.005 % en peso o menos, y el balance de hierro (Fe) y otras impurezas inevitables,
- 10 en donde la microestructura de la placa de acero comprende ferrita y bainita acicular como una microestructura principal y una austenita/martensita (M&A) como una segunda fase; en donde, la M&A tiene una fracción de área de 10 % o menos (excluyendo 0%), y en donde la ferrita acicular tiene un tamaño de grano de 10 μm o menos, excluyendo 0 μm , y la bainita tiene un tamaño de paquete de 5 μm o menos, excluyendo 0 μm .
2. La placa de acero de alta resistencia de la Reivindicación 1, en donde la alta resistencia de la placa de acero de alta resistencia está en un rango de 500 a 650 MPa, y una energía absorbida de impacto Charpy a -40°C es 300 J o más.
- 15 3. Un método para fabricar una placa de acero de alta resistencia, el método comprende: calentar una plancha de acero a 1050 a 1180°C , en donde la plancha de acero comprende: carbono (C): 0.03 a 0.1 % en peso, silicio (Si): 0.1 a 0.4 % en peso, manganeso (Mn): 1.8 % en peso o menos, níquel (Ni): 1.0 % en peso o menos, titanio (Ti): 0.005 a 0.03 % en peso, niobio (Nb): 0.02 a 0.10 % en peso, aluminio (Al): 0.01 a 0.05 % en peso, calcio (Ca): 0.006 % en peso o menos, nitrógeno (N): 0.001 a 0.006 % en peso, fósforo (P): 0.02 % en peso o menos, azufre (S): 0.005 % en peso o menos, y el balance de hierro (Fe) y otras impurezas inevitables;
- 20 laminar en caliente la plancha de acero caliente a una temperatura mayor que una temperatura de recristalización de austenita (T_{nr}) por lo menos una o más veces (Primera etapa de laminado);
- laminar la primera plancha laminada acabada en caliente por lo menos una o más veces para preparar una placa de acero laminada acabada entre las temperaturas A_{r3} y T_{nr} (Segunda etapa de laminado);
- 25 enfriar la placa de acero laminada acabada entre una temperatura de inicio de transformación de bainita (B_s) y una temperatura A_{r3} en un índice de enfriamiento de 30 a 60°C/seg (Primera etapa de enfriamiento);
- enfriar la primera placa de acero laminada en caliente enfriada a 300 a 600°C en un índice de enfriamiento de 10 a 30°C/seg (Segunda etapa de enfriamiento); y
- enfriar al aire o mantener la segunda placa de acero laminada en caliente enfriada a temperatura ambiente.
- 30 4. El método de la Reivindicación 3, en donde la relación de reducción en la primera etapa de laminado está en un rango de 20 a 80%.
5. El método de la Reivindicación 3 o 4, en donde la relación de reducción en la segunda etapa de laminado está en un rango de 60 a 80%.

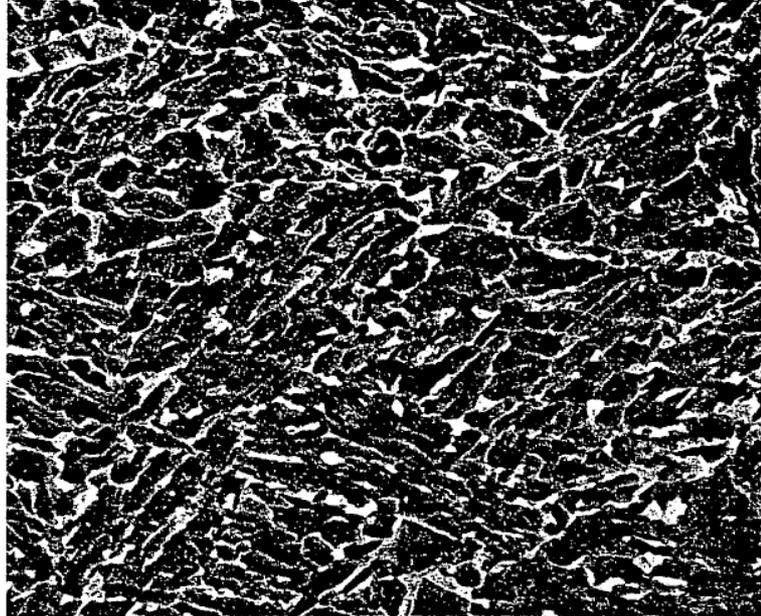
[Fig. 1]



[Fig. 2]



[Fig. 3]



[Fig. 4]

